

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: 2004052104 A

(43) Date of publication of application: 19.02.04

(51) Int. Cl

**C22C 38/00**

**B23K 9/00**

**B23K 9/025**

**B23K 9/23**

**C21D 8/02**

**C22C 38/14**

**C22C 38/58**

**// B23K101:06**

(21) Application number: 2002377829

(22) Date of filing: 26.12.02

(30) Priority: 27.05.02 JP 2002152379

(71) Applicant: NIPPON STEEL CORP

(72) Inventor: ASAHI HITOSHI  
HARA TAKUYA

(54) HIGH-STRENGTH STEEL EXCELLENT IN LOW TEMPERATURE TOUGHNESS AND TOUGHNESS AT WELD HEAT AFFECTED ZONE, METHOD FOR PRODUCING THE SAME AND METHOD FOR PRODUCING HIGH-STRENGTH STEEL PIPE

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an ultrahigh-strength steel pipe excellent in weldability on site by improving the reliability of the low temperature toughness of a steel to which elements to enhance hardenability are added for attaining high-strength and improving toughness at a weld heat affected zone subjected to double or more layer welding, and to provide a method for producing the same.

SOLUTION: The steel is made to consist of a structure composed of bainite and/or martensite by containing prescribed amounts of C, Si, Mn, P, S, Ni, Mo, Nb, Ti, Al and N, and as occasion demands, one or more of B, V, Cu, Cr, Ca, REM and Mg, and regulating C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, V and Mo, these being elements to enhance hardenability, by a relational expression. The diameter of prior austenite grains may be regulated in a prescribed range. The method includes the steps of heating a casting to a temperature not lower than the  $Ac_3$  point, hot rolling it, and thereafter cooling the resulting hot-rolled steel plate at a prescribed cooling rate.

COPYRIGHT: (C)2004,JPO

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2004-52104

(P2004-52104A)

(43) 公開日 平成16年2月19日(2004.2.19)

(51) Int.C1.<sup>7</sup>

C 22 C 38/00  
 B 23 K 9/00  
 B 23 K 9/025  
 B 23 K 9/23  
 C 21 D 8/02

F 1

C 22 C 38/00 301 A  
 B 23 K 9/00 501 P  
 B 23 K 9/025 B  
 B 23 K 9/23 A  
 C 21 D 8/02 B

テーマコード(参考)

4 E 001  
 4 E 081  
 4 K 032

審査請求 有 請求項の数 19 O L (全 32 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号

特願2002-377829(P2002-377829)

(22) 出願日

平成14年12月26日(2002.12.26)

(31) 優先権主張番号

特願2002-152379(P2002-152379)

(32) 優先日

平成14年5月27日(2002.5.27)

(33) 優先権主張国

日本国(JP)

(71) 出願人

000006655  
 新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(74) 代理人

100077517

弁理士 石田 敏

(74) 代理人

100092624

弁理士 鶴田 基一

(74) 代理人

100113918

弁理士 亀松 宏

(74) 代理人

100082898

弁理士 西山 雅也

(72) 発明者

朝日 均

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株  
式会社技術開発本部内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】低温靱性および溶接熱影響部靱性に優れた高強度鋼とその製造方法および高強度鋼管の製造方法

## (57) 【要約】

【課題】焼き入れ性元素を添加して高強度化を図った鋼の低温靱性の信頼性を向上させるとともに、2層以上の溶接を行った際の熱影響部の靱性を改善し、現地溶接性に優れた超高強度鋼管および製造方法を提供する。

【解決手段】所定量のC、Si、Mn、P、S、Ni、Mo、Nb、Ti、Al、Nを含有し、必要に応じてB、V、Cu、Cr、Ca、REM、Mgの1種以上を含有し、さらに焼き入れ性元素であるC、Si、Mn、Cr、Ni、Cu、V、Moを関係式によって規定し、組織をベイナイトおよび/またはマルテンサイトからなる組織にする。旧オーステナイト粒径を所定の範囲としても良い。鋳片を $A_{c3}$ 以上に加熱し、熱間圧延を施した後、所定の冷却速度で冷却する製造方法。

【選択図】 なし

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

質量 % で、

C : 0.02 ~ 0.10 %,  
 Si : 0.6 % 以下、  
 Mn : 1.5 ~ 2.5 %,  
 P : 0.015 % 以下、  
 S : 0.003 % 以下、  
 Ni : 0.01 ~ 2.0 %,  
 Mo : 0.2 ~ 0.6 %,  
 Nb : 0.010 % 未満、  
 Ti : 0.030 % 以下、  
 Al : 0.070 % 以下、  
 N : 0.0060 % 以下、

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義される P 値が 1.9 ~ 3.5 の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイトとベイナイト主体からなることを特徴とする低温韧性および溶接熱影響部韧性に優れた高強度鋼。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5$$

## 【請求項 2】

質量 % で、

C : 0.02 ~ 0.10 %,  
 Si : 0.6 % 以下、  
 Mn : 1.5 ~ 2.5 %,  
 P : 0.015 % 以下、  
 S : 0.003 % 以下、  
 Ni : 0.01 ~ 2.0 %,  
 Mo : 0.1 ~ 0.6 %,  
 Nb : 0.010 % 未満、  
 Ti : 0.030 % 以下、  
 B : 0.0003 ~ 0.0030 %,  
 Al : 0.070 % 以下、  
 N : 0.0060 % 以下、かつ  $Ti - 3.4N \geq 0$

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義される P 値が 2.5 ~ 4.0 の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイトとベイナイトからなることを特徴とする低温韧性および溶接熱影響部韧性に優れた高強度鋼。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$$

## 【請求項 3】

さらに、質量 % で、

V : 0.001 ~ 0.10 %,  
 Cu : 0.01 ~ 1.0 %,  
 Cr : 0.01 ~ 1.0 %,

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の低温韧性および溶接熱影響部韧性に優れた高強度鋼。

## 【請求項 4】

さらに、質量 % で、

Ca : 0.0001 ~ 0.01 %,  
 REM : 0.0001 ~ 0.02 %  
 Mg : 0.0001 ~ 0.006 %

10

20

30

40

50

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

【請求項5】

請求項1～4のいずれか1項に記載の鋼であって、旧オーステナイト粒径の平均値が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

【請求項6】

質量%で、

C : 0.02～0.05%未満、

Si : 0.6%以下、

Mn : 1.5～2.5%、

P : 0.015%以下、

S : 0.001%以下、

Ni : 0.01～2.0%、

Mo : 0.1～0.6%、

Nb : 0.010%未満、

Ti : 0.030%以下、

B : 0.0003～0.0030%、

A1 : 0.070%以下、

N : 0.0060%以下、かつ $T_{i-3.4}N \geq 0$

を含有し、さらに、

V : 0.001～0.10%、

Cu : 0.01～1.0%、

Cr : 0.01～1.0%、

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5～4.0の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイトとベイナイトからなり、旧オーステナイト粒径の平均値が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$$

【請求項7】

質量%で、

C : 0.02～0.05%未満、

Si : 0.6%以下、

Mn : 1.5～2.5%、

P : 0.015%以下、

S : 0.003%以下、

Ni : 0.01～2.0%、

Mo : 0.1～0.6%、

Nb : 0.010%未満、

Ti : 0.030%以下、

B : 0.0003～0.0030%、

A1 : 0.070%以下、

N : 0.0060%以下、かつ $T_{i-3.4}N \geq 0$

を含有し、さらに、

V : 0.001～0.10%、

Cu : 0.01～1.0%、

Cr : 0.01～1.0%、

Ca : 0.0001～0.01%、

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5～4.0の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイ

10

20

30

40

50

トとベイナイトからなり、旧オーステナイト粒径の平均値が $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$$

## 【請求項8】

請求項1～4、6、7のいずれか1項に記載の成分からなる鉄片を用いて鋼板を製造する方法であって、 $A_{c3}$ 点以上に再加熱し、熱間圧延を施した後に $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で $550^{\circ}\text{C}$ 以下まで冷却することを特徴とする請求項1～7のいずれか1項に記載の低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼板の製造方法。

## 【請求項9】

冷却した鋼板を管状に冷間成形後、突き合わせ部にシーム溶接を行うことを特徴とする請求項8に記載の低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度钢管の製造方法。

## 【請求項10】

シーム溶接部を有する筒状の钢管において、母材の化学成分が、質量%で、

$$C : 0.02 \sim 0.1\%$$

$$Si : 0.8\% \text{ 以下}$$

$$Mn : 1.5 \sim 2.5\%$$

$$P : 0.015\% \text{ 以下}$$

$$S : 0.003\% \text{ 以下}$$

$$Ni : 0.01 \sim 2\%$$

$$Mo : 0.2 \sim 0.8\%$$

$$Nb : 0.010\% \text{ 未満}$$

$$Ti : 0.03\% \text{ 以下}$$

$$Al : 0.1\% \text{ 以下}$$

$$N : 0.008\% \text{ 以下}$$

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が $1.9 \sim 4.0$ の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組織からなることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度钢管。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5$$

## 【請求項11】

シーム溶接部を有する筒状の钢管において、母材の化学成分が、質量%で、

$$C : 0.02 \sim 0.10\%$$

$$Si : 0.8\% \text{ 以下}$$

$$Mn : 1.5 \sim 2.5\%$$

$$P : 0.015\% \text{ 以下}$$

$$S : 0.003\% \text{ 以下}$$

$$Ni : 0.01 \sim 2\%$$

$$Mo : 0.1 \sim 0.8\%$$

$$Nb : 0.010\% \text{ 未満}$$

$$Ti : 0.030\% \text{ 以下} \text{ 且つ } Ti - 3.4N \geq 0$$

$$B : 0.0003 \sim 0.003\%$$

$$Al : 0.1\% \text{ 以下}$$

$$N : 0.008\% \text{ 以下}$$

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が $2.5 \sim 4.0$ の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組織からなることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度钢管。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$$

## 【請求項12】

10

20

30

40

50

さらに、質量%で、

V : 0.001 ~ 0.3 %,

Cu : 0.01 ~ 1 %,

Cr : 0.01 ~ 1 %,

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項10または11に記載の低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管。

【請求項13】

さらに、質量%で、

Ca : 0.0001 ~ 0.01 %,

REM : 0.0001 ~ 0.02 %

Mg : 0.0001 ~ 0.006 %

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項10~12のいずれか1項に記載の低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管。

【請求項14】

請求項10~13のいずれか1項に記載の鋼管であって、平均オーステナイト粒径が10 $\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管。

【請求項15】

シーム溶接部を有する筒状の鋼管において、母材の化学成分が、質量%で、

C : 0.02 ~ 0.05 %未満,

Si : 0.8 %以下,

Mn : 1.5 ~ 2.5 %,

P : 0.015 %以下,

S : 0.001 %以下,

Ni : 0.01 ~ 2 %,

Mo : 0.1 ~ 0.8 %,

Nb : 0.010 %未満,

Ti : 0.030 %以下で且つ  $T_{i-3} \cdot 4N \geq 0$

B : 0.0003 ~ 0.003 %

A1 : 0.1 %以下,

N : 0.008 %以下,

を含有し、さらに、

V : 0.001 ~ 0.3 %,

Cu : 0.01 ~ 1 %,

Cr : 0.01 ~ 1 %,

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5 ~ 4.0の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組織からなり、平均オーステナイト粒径が10 $\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5$$

Mo

【請求項16】

シーム溶接部を有する筒状の鋼管において、母材の化学成分が、質量%で、

C : 0.02 ~ 0.05 %未満,

Si : 0.8 %以下,

Mn : 1.5 ~ 2.5 %,

P : 0.015 %以下,

S : 0.003 %以下,

Ni : 0.01 ~ 2 %,

Mo : 0.1 ~ 0.8 %,

Nb : 0.010 %未満,

10

20

30

40

50

T<sub>i</sub> : 0.030% 以下で且つ T<sub>i</sub> - 3.4N ≥ 0

B : 0.0003 ~ 0.003%

A<sub>1</sub> : 0.1% 以下、

N : 0.008% 以下、

を含有し、さらに、

V : 0.001 ~ 0.3%，

Cu : 0.01 ~ 1%，

Cr : 0.01 ~ 1%，

Ca : 0.0001 ~ 0.01%，

の 1 種または 2 種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義される P 値が 2.5 ~ 4.0 の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組織からなり、平均オーステナイト粒径が 10 μm 以下であることを特徴とする低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$$

#### 【請求項 17】

請求項 10 ~ 13、15、16 のいずれか 1 項に記載の成分からなる鉄片を、A<sub>c3</sub> 点以上に再加熱し、熱間圧延を施した後に 1°C/s 以上の冷却速度で 550°C 以下まで冷却し、冷却後の鋼板を管状に冷間成形後、突き合わせ部に内外面からサブマージドアーク溶接を行い、その後、拡管することを特徴とする請求項 10 ~ 16 のいずれか 1 項に記載の低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管の製造方法。

#### 【請求項 18】

請求項 17 に記載の鋼管のシーム溶接部を拡管前に 300 ~ 500°C に加熱することを特徴とする請求項 10 ~ 16 のいずれか 1 項に記載の低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管の製造方法。

#### 【請求項 19】

請求項 17 または 18 に記載の鋼管のシーム溶接部を拡管後に 300 ~ 500°C に加熱することを特徴とする請求項 10 ~ 16 のいずれか 1 項に記載の低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管の製造方法。

#### 【発明の詳細な説明】

##### 【0001】

##### 【発明の属する技術分野】

本発明は、800 MPa 以上の、特に 900 MPa 以上の引張強度を有し、母材および溶接熱影響部の -60 ~ 0°C における韌性（以下、低温韌性および溶接熱影響部韌性）に優れた超高強度熱間圧延鋼板並びにその鋼板および钢管の製造方法に関するものである。

このような超高強度熱間圧延鋼は、さらに、加工、溶接されて、天然ガス・原油輸送用のラインパイプ、圧力容器、溶接構造物などの溶接性鋼材として広く用いられる。

##### 【0002】

##### 【従来の技術】

近年、ラインパイプ用鋼板、揚水用鋼板（例えばベンストック）または圧力容器用鋼板では、高強度化および低温韌性化の向上が要求されている。例えば、ラインパイプ用鋼板では、引張強度が 800 MPa (API 規格で X100 以上) 以上の超高強度鋼板の製造に関して、既に多くの研究が行われており、低温韌性、溶接熱影響部韌性および溶接性に優れた高強度鋼が特許文献 1 および 2 に開示されている。さらに、引張強度 900 MPa 以上の超高強度ラインパイプおよびその製造法が特許文献 3 に開示されている。

##### 【0003】

しかしながら、特許文献 1 および 2 に開示されたラインパイプ用鋼板では、1 層溶接による熱影響部の -20°C におけるシャルピー吸収エネルギーは 100 J 以上と極めて良好であるが、2 層以上の溶接が施された際の熱影響部では溶接条件によっては溶接熱影響部韌性が低下することがあった。

10

20

30

40

50

さらに、特許文献1および2に開示されたラインパイプ用鋼板ならびに特許文献3に開示された超高強度ラインパイプは、母材の-40℃におけるシャルピー吸収エネルギーは、同一材料を同一試験条件により試験した数（以下、n数）を3とすると、平均値では200J以上と極めて良好であるものの、一部の試験片のシャルピー吸収エネルギーは200J未満に低下することがあり、ばらつきが見られるという問題があった。

このような低温韌性のばらつきという問題について詳細に検討した結果、-40℃においてn数を増加させてシャルピー衝撃試験を行うと、約20%の確率で約200J未満にシャルピー吸収エネルギーが低下し、さらに-60℃～-40℃未満の温度範囲では、一部の試験片はシャルピー吸収エネルギーが100J以下に低下し、試験片の破断面に脆性破面が見られる、ということがわかった。

また、本発明者は、溶接方法を工夫して低温韌性を向上させる方法を、特許文献4に提案したが、大量生産に適さず、設備導入も必要であるため、直ちには適用できないことがわかった。そこで、大規模な設備を要しない方法で、母材、溶接部共に低温韌性に優れた高強度ラインパイプの開発が要望されている。

#### 【特許文献1】

特許第3244986号公報

#### 【特許文献2】

特許第3262972号公報

#### 【特許文献3】

特開2000-199036号公報

#### 【特許文献4】

特願2001-336670号

#### 【0004】

#### 【発明が解決しようとする課題】

本発明は溶接熱影響部韌性、特に多層溶接を施した際の溶接熱影響部のシェルフエネルギーが優れ、母材の-40℃の温度範囲におけるシャルピー吸収エネルギーのばらつきが小さく、平均値が200J以上であり、優れた低温韌性を有し、さらには現地溶接が容易な、引張強度800MPa以上の超高強度鋼および钢管を提供するものである。なお、シェルフエネルギーとは、低温で脆性破壊する材料のシャルピー衝撃試験を種々の温度で行った際に、100%延性破壊する温度域において測定されたシャルピー吸収エネルギーである。

#### 【0005】

#### 【課題を解決するための手段】

本発明者は、引張強度が800MPa以上（API規格X100以上）で、かつ多層溶接を施した際の、溶接熱影響部のシェルフエネルギーが100J以上であり、-40℃以下の温度範囲における母材のシャルピー吸収エネルギーのばらつきが小さく、平均値が200J以上であり、かつ現地溶接性の優れた高強度鋼を得るために、鋼材の化学成分とそのミクロ組織について鋭意研究を行った。

#### 【0006】

その結果、まず、2層の溶接による低温韌性の低下原因が、2度の溶接熱影響により粗大化したNb炭窒化物であることを明らかにし、これに対してNbの低減が極めて効果的であることを確認した。次に、母材については、試験条件によってシャルピー吸収エネルギーが低いものが見られることがあるが、この原因が部分的に存在する粗大結晶粒であることを明らかにし、対策としてNbの低減が極めて有効であることを見出した。

#### 【0007】

さらに、Nbの低減により低下した強度を向上させるために、焼き入れ性の指標であるP値を適正な範囲とすることにより、低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼を発明するに至った。

#### 【0008】

本発明は上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は次のとおりである。

10

20

30

40

50

(1) 質量%で、

C : 0.02~0.10%	Si : 0.6%以下、
Mn : 1.5~2.5%	P : 0.015%以下、
S : 0.003%以下、	Ni : 0.01~2.0%
Mo : 0.2~0.6%	Nb : 0.010%未満、
Ti : 0.030%以下、	Al : 0.070%以下、
N : 0.0060%以下、	

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が1.9~3.5の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイトとベイナイト主体からなることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5$$

(2) 質量%で、

C : 0.02~0.10%	Si : 0.6%以下、
Mn : 1.5~2.5%	P : 0.015%以下、
S : 0.003%以下、	Ni : 0.01~2.0%
Mo : 0.1~0.6%	Nb : 0.010%未満、
Ti : 0.030%以下、	B : 0.0003~0.0030%
Al : 0.070%以下、	N : 0.0060%以下、

かつ  $Ti - 3.4N \geq 0$

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5~4.0の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイトとベイナイトからなることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

$$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$$

(3) さらに、質量%で、

V : 0.001~0.10%	Cu : 0.01~1.0%
Cr : 0.01~1.0%	

の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

(4) さらに、質量%で、

Ca : 0.0001~0.01%	REM : 0.0001~0.02%
Mg : 0.0001~0.006%	

の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)~(3)のいずれか1項に記載の低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた溶接性高強度鋼。

(5) (1)~(4)のいずれか1項に記載の鋼であって、旧オーステナイト粒径の平均値が10μm以下であることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼。

(6) 質量%で、

C : 0.02~0.05%未満、	Si : 0.6%以下、
Mn : 1.5~2.5%	P : 0.015%以下、
S : 0.001%以下、	Ni : 0.01~2.0%
Mo : 0.1~0.6%	Nb : 0.010%未満、
Ti : 0.030%以下、	B : 0.0003~0.0030%
Al : 0.070%以下、	N : 0.0060%以下、

かつ  $Ti - 3.4N \geq 0$

を含有し、さらに、

V : 0.001~0.10%	Cu : 0.01~1.0%
Cr : 0.01~1.0%	

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定

10

20

30

40

50

義されるP値が2.5～4.0の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイトとベイナイトからなり、旧オーステナイト粒径の平均値が10μm以下であることを特徴とする低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度鋼。

$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$

(7) 質量%で、

C : 0.02～0.05%未満, Si : 0.6%以下,

Mn : 1.5～2.5%, P : 0.015%以下,

S : 0.001%以下, Ni : 0.01～2.0%,

Mo : 0.1～0.6%, Nb : 0.010%未満,

Ti : 0.030%以下, B : 0.0003～0.0030%,

Al : 0.070%以下, N : 0.0060%以下,

かつ  $Ti - 3.4N \geq 0$

を含有し、さらに、

V : 0.001～0.10%, Cu : 0.01～1.0%,

Cr : 0.01～1.0%, Ca : 0.0001～0.01%,

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5～4.0の範囲にあり、さらに鋼のミクロ組織としてマルテンサイトとベイナイトからなり、旧オーステナイト粒径の平均値が10μm以下であることを特徴とする低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度鋼。

$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$

(8) (1)～(4)、(6)、(7)のいずれか1項に記載の成分からなる鋳片を用いて鋼板を製造する方法であって、 $A_{c3}$ 点以上に再加熱し、熱間圧延を施した後に1℃/s以上の冷却速度で550℃以下まで冷却することを特徴とする(1)～(7)のいずれか1項に記載の低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(9) 冷却した鋼板を管状に冷間成形後、突き合わせ部にシーム溶接を行うことを特徴とする(8)に記載の低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度鋼管の製造方法。

(10) シーム溶接部を有する筒状の鋼管において、母材の化学成分が、質量%で、

C : 0.02～0.1%, Si : 0.8%以下,

Mn : 1.5～2.5%, P : 0.015%以下,

S : 0.003%以下, Ni : 0.01～2%,

Mo : 0.2～0.8%, Nb : 0.010%未満,

Ti : 0.03%以下, Al : 0.1%以下,

N : 0.008%以下,

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が1.9～4.0の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組織からなることを特徴とする低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度鋼管。

$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5$

(11) シーム溶接部を有する筒状の鋼管において、母材の化学成分が、質量%で、

C : 0.02～0.10%, Si : 0.8%以下,

Mn : 1.5～2.5%, P : 0.015%以下,

S : 0.003%以下, Ni : 0.01～2%,

Mo : 0.1～0.8%, Nb : 0.010%未満,

Ti : 0.030%以下, B : 0.0003～0.003%

Al : 0.1%以下, N : 0.008%以下,

かつ  $Ti - 3.4N \geq 0$

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5～4.0の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組

10

20

30

40

50

織からなることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼管。

$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5$   
Mo

(12) さらに、質量%で、

V : 0.001~0.3%, Cu : 0.01~1%,  
Cr : 0.01~1%,

の1種または2種以上を含有することを特徴とする(10)または(11)に記載の低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼管。

(13) さらに、質量%で、

Ca : 0.0001~0.01%, REM : 0.0001~0.02%  
Mg : 0.0001~0.006%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする(10)~(12)のいずれか1項に記載の低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼管。

(14) (10)~(13)のいずれか1項に記載の鋼管であって、平均オーステナイト粒径が $10\mu m$ 以下であることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼管。

(15) シーム溶接部を有する筒状の鋼管において、母材の化学成分が、質量%で、

C : 0.02~0.05%未満,	Si : 0.8%以下,
Mn : 1.5~2.5%,	P : 0.015%以下,
S : 0.001%以下,	Ni : 0.01~2%,
Mo : 0.1~0.8%,	Nb : 0.010%未満,
Ti : 0.030%以下	B : 0.0003~0.003%
Al : 0.1%以下,	N : 0.008%以下,

かつ $Ti - 3.4N \geq 0$

を含有し、さらに、

V : 0.001~0.3%, Cu : 0.01~1%,  
Cr : 0.01~1%,

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が $2.5~4.0$ の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組織からなり、平均オーステナイト粒径が $10\mu m$ 以下であることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼管。

$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5$   
Mo

(16) シーム溶接部を有する筒状の鋼管において、母材の化学成分が、質量%で、

C : 0.02~0.05%未満,	Si : 0.8%以下,
Mn : 1.5~2.5%,	P : 0.015%以下,
S : 0.003%以下,	Ni : 0.01~2%,
Mo : 0.1~0.8%,	Nb : 0.010%未満,
Ti : 0.030%以下	B : 0.0003~0.003%
Al : 0.1%以下,	N : 0.008%以下,

かつ $Ti - 3.4N \geq 0$

を含有し、さらに、

V : 0.001~0.3%, Cu : 0.01~1%,  
Cr : 0.01~1%, Ca : 0.0001~0.01%,

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の式で定義されるP値が $2.5~4.0$ の範囲にあり、さらにミクロ組織がマルテンサイトとベイナイトを主体とする組織からなり、平均オーステナイト粒径が $10\mu m$ 以下であることを特徴とする低温靶性および溶接熱影響部靶性に優れた高強度鋼管。

$P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5$   
Mo

10

20

30

40

50

(17) (10)～(13)、(15)、(16)のいずれか1項に記載の成分からなる鉄片を、 $A_{c3}$ 点以上に再加熱し、熱間圧延を施した後に $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で550℃以下まで冷却し、冷却後の鋼板を管状に冷間成形後、突き合わせ部に内外面からサブマージドアーク溶接を行い、その後、拡管することを特徴とする(10)～(16)のいずれか1項に記載の低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度钢管の製造方法。

(18) (17)に記載の钢管のシーム溶接部を拡管前に300～500℃に加熱することを特徴とする(10)～(16)のいずれか1項に記載の低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度钢管の製造方法。

(21) (17)または(18)に記載の钢管のシーム溶接部を拡管後に300～500℃に加熱することを特徴とする(10)～(16)のいずれか1項に記載の低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた高強度钢管の製造方法。

である。

#### 【0009】

##### 【発明の実施の形態】

まず、溶接熱影響部靭性について述べる。種々の超高強度鋼に2パスの溶接を施し、溶接部および溶接熱影響部の-20℃における靭性を、ノッチ位置を会合部あるいは会合部+1mmとしてシャルピー衝撃試験によって評価した。会合部とは、溶接方向に直角な板厚断面における、2層の溶接ビードの交点である。その結果、破面はほぼ全面100%脆性破面でかつ、シャルピー吸収エネルギーは50J以下といった低値が発生することがあった。

#### 【0010】

この試験後の破面を詳細に調査した結果、脆性破壊の発生点は以下の場所であることが判明した。(1)融点直下に1度加熱され、さらに $A_{c3}$ 点直上に2度加熱された溶接熱影響部の会合部から1mmまでの領域、(2)融点直下に2度加熱された領域、(3)融点直下に1度加熱された領域である。さらに、これらが発生点となる確率は(1)が約60%、(2)が約30%で、(3)は約10%であった。

#### 【0011】

これは、2度熱影響を受けて粗粒化した再熱部での靭性を改善しなければならないことを意味している。そこで、本発明者は、さらなる詳細な破面観察により、脆性破面の発生点にNbの複合炭窒化物の存在を確認し、Nbの低減により溶接熱影響部の、特に2度以上の熱影響を受けた粗粒再熱部の靭性を向上させる可能性を見出した。

#### 【0012】

以上の知見を基に、溶接再現熱サイクル試験によって2層の溶接による熱影響を模擬し、溶接熱影響部靭性に及ぼすNbの影響を検討した。Nb以外の元素の添加量を請求項1または2の範囲とし、Nb量を質量%で0.001～0.04%の範囲で変化させた鋼板を製造し、試験片を採取した。熱サイクル条件は、入熱2.5kJ/mm相当とした。すなわち、1回目の熱処理を、加熱速度100℃/sで温度1400℃に加熱して1秒保持した後、500～800の範囲に冷却速度15℃/sで冷却するという条件で行い、これに加えて2回目の熱処理を、加熱速度、保持時間、冷却温度および冷却速度を1回目と同条件として、加熱温度1400℃または900℃という条件で行った。さらに、JIS Z 2202に準拠して、標準寸法のVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し、シャルピー衝撃試験をJIS Z 2242に準拠して、-40℃で行った。

#### 【0013】

結果を図1に示す。Nbを0.01%以上添加している鋼では、シャルピー吸収エネルギーに50J以下の低値が発生したが、Nbを0.01%未満にするとシャルピー吸収エネルギーに50J以下のものが存在しなくなり、これら粗粒再熱部の靭性が著しく向上することが明らかとなった。Nbを添加した鋼でのシャルピー吸収エネルギーが50J以下であった試験片の破面を観察するとほぼ全面が脆性破面でその脆性破面の発生点にNbの複合炭窒化物が存在していた。これに対して、Nbを0.01%未満にした鋼のシャルピー衝撃試験後の破面を観察すると脆性破面の発生点にはNbの炭窒化物が存在していなかっ

た。このように、Nbを0.01%未満に低減して、上記に示した脆化する領域の韌性を向上させることに成功した。

#### 【0014】

次に、母材の低温韌性について述べる。引張強度が800 MPa以上、特に900 MPa以上の超高強度鋼管で高い低温韌性を確保するためには、細粒の未再結晶オーステナイトから変態したベイナイトおよびマルテンサイトを主体とした組織にする必要がある。粗大粒が混在したり、ベイナイト・マルテンサイト分率が十分に高くないと高速延性破壊停止特性を代表するシャルピー吸収エネルギーに低値が発生する。本発明者は、母材の-60℃におけるシャルピー衝撃試験を実施し、200 J以上のシャルピー吸収エネルギーを得ることができなかつた試験片の破断部近傍の組織を詳細に調査した。その結果、組織に粒径が50~100 μmの粗大な結晶粒が存在しており、これがシャルピー吸収エネルギーを低下させる原因であることがわかった。

通常、引張強度が800 MPa以下の合金元素の含有量が比較的少ない連続铸造錫片の铸造組織は、フェライトとベイナイトあるいはフェライトとパーライトの混合組織である。この錫片を熱間圧延のために再加熱した場合には、主にフェライト粒界から新たなオーステナイトが多く生成し、加熱温度が $A_{c3}$ 点直上の950℃付近では平均結晶粒径が20 μm程度の整粒オーステナイトになる。その後熱間圧延により錫板を製造する場合には、再結晶によって、さらに細粒化されて平均オーステナイト粒径が5 μm程度のほぼ均一な整粒組織になる。しかし、引張強度が800 MPa以上の高強度鋼のように、高強度化するために焼き入れ性元素を添加した錫を熱間圧延すると、部分的に粗大な結晶粒が残存し、低温韌性が低下すると考えられる。

#### 【0015】

そこで、本発明者は、組織におよぼす成分の影響を詳細に調査し、Nbを0.01%未満に低減した場合には熱延後の結晶粒が細粒になり、部分的に粗大粒が見られなくなることを見出した。このNbの低減の効果は以下のように説明できる。

#### 【0016】

まず、Nb量が多い場合に部分的に粗大な結晶粒が残存する原因について説明する。一般に、引張強度が800 MPa以上、特に900 MPa以上の超高強度錫では、Mn、Ni、Cu、Cr、Mo等の焼き入れ性が高い合金元素量を比較的多く添加している。このような錫を連続铸造などで製造する場合には、室温まで冷却後の铸造組織は、結晶粒径が旧オーステナイト粒径で1 mm以上の粗大なベイナイトの単相（以下、ベイナイト）若しくはマルテンサイトの単相（以下、マルテンサイト）またはベイナイトおよびマルテンサイトを主体とする組織（以下、ベイナイト・マルテンサイト主体組織）となる。これらの組織は粒内に微細な残留オーステナイトを含有している。なお、ベイナイトおよびマルテンサイトは何れもラス構造の組織であり、光学顕微鏡では区別が困難であるが、硬度測定によって識別できる。

#### 【0017】

このような铸造組織を有する錫片を900~1000℃に加熱した場合には、旧オーステナイト粒界から変態によって新たなオーステナイト粒を生じる反応（以下、通常フェライト・オーステナイト変態）と、上述の残留オーステナイトが容易に成長、合体して1 mm以上の粗大なオーステナイト粒を生じる反応（以下、異常フェライト・オーステナイト変態）が生じる。

#### 【0018】

このような錫にさらにNbを添加した場合には、微細なNb炭化物が生成しているため、加熱時に結晶粒の成長が抑制される。したがって、例えば、 $A_{c3}$ 直上から1100℃までの温度範囲内に加熱した際には、通常オーステナイト変態により生じたオーステナイト粒の成長、いわゆる2次再結晶が抑制される。その結果、部分的に異常フェライト・オーステナイト変態によって、錫片の旧オーステナイト粒径とほぼ同じ1 mm以上のオーステナイト粒を生じる。加熱時にこのような粗大なオーステナイト粒が錫中に生成すると、熱間圧延時後の再結晶が生じ難いため、部分的に50 μm以上の結晶粒として残存し、これ

が低温韌性を低下させる原因となる。

【0019】

また、1150℃以上の温度範囲に加熱するとピニング粒子であるNb複合炭化物が溶解し、旧オーステナイト粒界より通常オーステナイト変態によって生じた結晶粒の成長、すなわち、2次再結晶が促進されるため、オーステナイト結晶粒が整粒化する。このような組織を有する鋳片を熱間圧延すると、平均粒径は若干大きくなるが、約50μmという粗大な結晶粒が見られることはない。しかしながら依然として約20μm未満の粗大粒は残存する。

【0020】

これに対して、Nbを0.01%未満に低減した鋼の鋳片にはNb炭化物が少ないため、2次再結晶を抑制する効果が弱い。したがって、950～1100℃の範囲に加熱すると2次再結晶が促進されるために、通常オーステナイト変態による結晶粒が異常フェライト・オーステナイト変態による粗大な結晶粒を侵食し、均一な組織になる。このような組織を有する鋳片を熱間圧延すると、平均粒径10μm程度の均一な組織になり、20μm以上という粗大な結晶粒は残存しなくなる。なお、加熱温度が低いほど2次再結晶後のオーステナイト粒の粗大化は抑制されるため、熱延後の結晶粒は細粒化する。

【0021】

以上のようにして、本発明者は、高強度化のために焼入れ性が高い合金元素量を比較的多く添加し、加熱時に異常フェライト・オーステナイト変態によって部分的に粗大なオーステナイト結晶粒を生じやすいペイナイト単相、マルテンサイト単相またはペイナイト・マルテンサイト主体組織を有する鋳片においても、Nb量を0.01%未満に低減することにより、粗大な結晶粒の発生を著しく抑制できることを見出した。この知見を基に、母材については-60～-40℃未満で実施した場合に、シャルピー吸収エネルギーが200J以上であるという優れた低温韌性を有する高強度鋼の開発に成功した。

【0022】

しかしながら、Nbを低減すると再結晶温度が低くなり、未再結晶圧延が十分でなくなることが懸念される。本発明者は質量%で、0.05C-0.25Si-2Mn-0.01P-0.001S-0.5Ni-0.1Mo-0.015Ti-0.0010B-0.015Al-0.0025N-0.5Cu-0.5Crを含有し、さらに0.005Nbを添加した鋼と0.012Nbを添加した鋼でのオーステナイト再結晶挙動について調査した。その結果、Nb添加に依らず再結晶温度はいずれも900～950℃であり、Mn, Ni, Cu, Cr, Moを多く添加している鋼ではNbの添加の有無に関わらず再結晶温度が変わらないことがわかった。従って、オーステナイト再結晶の観点からもNbをあえて添加する必然性はないことが実証された。

【0023】

また、Nb添加量を低減すると強度が低下するため焼き入れ性元素の添加量について検討し、焼き入れ性の指標であるP値を適正な範囲とすることにより強度と低温韌性の両立を図った。Nb添加量を0.01%未満に低減した鋼の焼き入れ性に及ぼす合金元素の影響を詳細に調査した結果、Bを含有しない鋼ではP値を $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5$ とすることにより焼き入れ性を適正に評価でき、適正範囲は $1.9 \leq P \leq 3.5$ であることがわかった。一方、B添加鋼では、P値は $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$ となり、その適正範囲は $2.5 \leq P \leq 4.0$ であることがわかった。これにより、溶接熱影響部韌性、現地溶接性を損なうことなく、目標とした強度・低温韌性バランスを達成することに成功した。

さらに、溶接熱影響部を300℃以上に加熱すると、微細なマルテンサイトが焼戻るために、高いシャルピー吸収エネルギーが安定して得られるようになる。Nbを0.01%以上添加した鋼の溶接熱影響部を300℃以上に加熱しても、微細なマルテンサイトは焼き戻されるが、同時にNbの析出による脆化も起こるため、本発明のような顕著な効果は見られなかった。

10

20

30

40

50

## 【0024】

次に本発明の鋼板成分および钢管の母材成分の限定理由を説明する。

## 【0025】

Cは、鋼中で固溶または炭窒化物の析出により鋼の強度向上および焼き入れ性を向上させるために極めて有効であり、組織をベイナイト、マルテンサイト、またはベイナイト・マルテンサイト主体組織として目標強度を得るために、その含有量の下限を0.02%とした。一方、C含有量が多すぎると、鋼材および溶接熱影響部の低温靭性が低下し、溶接後の低温割れ発生などの現地溶接性が著しく劣化するため、その含有量の上限を0.10%とした。更に低温靭性向上のためには、C含有量の上限を0.07%とするのが好ましい。なお、強度向上のためには、C含有量を0.03%以上することが好ましい。一方、強度が高すぎると拡管後の钢管の形状が悪くなり、真円度が低下する可能性があるため、C含有量を0.05%未満とすることが好ましい。なお、真円度は、钢管の直径を複数箇所、例えば、シーム溶接部から45°ごとに钢管の中心を通る4つの直径を測定し、平均値を求め、直径の最大値から最初値を減じ、平均値で除することにより求めることができる。10

## 【0026】

S<sub>i</sub>は、脱酸や強度向上の作用効果を有するが、多く添加し過ぎると、溶接熱影響部靭性や現地溶接性を著しく劣化させてるので、その含有量の上限を0.8%とした。より好ましいS<sub>i</sub>量の上限は、0.6%である。なお、本発明鋼におけるA<sub>i</sub>およびT<sub>i</sub>もS<sub>i</sub>と同様に脱酸作用を有するため、S<sub>i</sub>含有量は、A<sub>i</sub>およびT<sub>i</sub>の含有量により調整するのが好ましい。下限は規定しないが、通常、不純物として0.01%程度以上含有している。20

## 【0027】

Mnは、本発明鋼のミクロ組織をベイナイトおよびマルテンサイト主体の組織とし、強度および低温靭性の良好なバランスを確保するために不可欠な元素であり、その含有量の下限を1.5%とする。一方、Mnを多く添加し過ぎると、焼き入れ性が増加して溶接熱影響部靭性や現地溶接性を劣化させるだけでなく、中心偏析を助長して鋼材の低温靭性を劣化させるためその含有量の上限を2.5%とした。なお、中心偏析とは鋳造時に鋳片の中央部付近に生じる凝固起因の成分偏析が、その後の製造工程を経た後にも解消せず、鋼板の板厚中央部近傍に残存している状態を意味する。

## 【0028】

P、Sは、不可避的不純物元素であり、Pは中心偏析を助長するとともに、粒界破壊により低温靭性を向上させ、Sは熱間圧延で延伸化する鋼中のMnSにより延性および靭性を低下させる。従って、本発明では、低温靭性および溶接熱影響部靭性をより一層向上させるために、PおよびSの含有量の上限をそれぞれ0.015%および0.003%として制限する。なお、PおよびS量は不純物であり、現状の技術ではそれぞれ0.003%および0.0001%程度が下限である。また、S量の含有量を0.001%以下にすることにより、MnS等の鋼中の硫化物の析出を抑制することが可能である。そのため、Caを添加することなく、延性および靭性の低下を抑制するには、S量の含有量を0.001%以下にすることが好ましい。30

## 【0029】

Niは、MnやCr、Moと比較して熱間圧延の組織、特に中心偏析帯において低温靭性に有害な硬化組織の形成を比較的少なくできるとともに、溶接熱影響部靭性の向上に有効である。この効果は0.01%未満では不十分であるため、Ni含有量の下限を0.01%とした。さらに、溶接熱影響部靭性の向上のためには、Ni含有量の下限を0.3%とするのが好ましい。一方、Ni含有量が多すぎると、Niが高価であることによる経済性的悪化だけでなく、溶接熱影響部靭性や現地溶接性を劣化させるため、その含有量の上限を2.0%とした。なお、Niの添加は、連続鋳造および熱間圧延におけるCu起因の表面割れの防止にも有効である。この目的に添加する場合は、Ni含有量をCu含有量の1/3以上添加するのが好ましい。40

## 【0030】

Moは、鋼の焼入れ性を向上させ、強度と低温韌性のバランスの優れたベイナイト、マルテンサイトまたはベイナイト・マルテンサイト主体組織を得るために添加する。この効果はBとの複合添加により顕著になる。また、MoがBと共存することにより、制御圧延時にオーステナイトの再結晶化を抑制し、オーステナイト組織を微細化する効果がある。これらのMo添加による効果を得るために、B無添加鋼の場合にはその含有量の下限を0.2%とし、B添加鋼の場合にはその含有量の下限を0.1%とした。一方、Moを0.8を超えて過剰に添加すると、B添加の有無に関係なく製造コストが高くなるとともに、溶接熱影響部韌性や現地溶接性が劣化するためにその含有量の上限を0.8とした。なおMo含有量の好ましい上限は、0.6%である。

## 【0031】

Nbは、制御圧延時にオーステナイトの再結晶化を抑制するとともに、炭窒化物の析出によりオーステナイト組織を微細化し、また、焼入れ性向上に寄与する。特に、Nb添加による焼入れ性向上効果は、Bと共に存する場合に相乗的に高まる。しかしながら、0.01%以上添加すると、部分的に粗大な結晶粒を生じて衝撃試験の破面率を低下させ、2層以上の溶接を施した際に、溶接熱影響部韌性を低下させる。また現地溶接性が劣化するためにその含有量の上限を0.01%未満とした。好ましくは0.005%以下がよい。また、Bを含有しない鋼では、 $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5$ で定義されるP値が、 $1.9 \leq P \leq 4.0$ 、好ましくは $1.9 \leq P \leq 3.5$ を満足し、B添加鋼では、 $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$ で定義されるP値が、 $2.5 \leq P \leq 4.0$ を満足すれば、Nbを添加する必要はないが、通常、不純物として0.001%以上を含有する。

## 【0032】

Tiは、鋼中で微細な窒化物を形成し、再加熱時にオーステナイトの粗大化を抑制する。またB添加鋼の場合、焼入れ性向上に対して有害な固溶Nを窒化物として固定することにより低減し、焼入れ性をより向上させる。また、Al含有量が0.005%以下である場合には、Tiは鋼中で酸化物を形成する。このTi酸化物は、溶接熱影響部において粒内変態生成核として作用し、溶接熱影響部の組織を微細化する。以上のようなTi添加の効果を得るには、Ti含有量の下限を0.001%とすることが好ましい。なお、窒化物の形成および固溶Nの固定による効果を安定して得るために、Ti含有量の下限を、3.4N以上とすることが好ましい。一方、Tiの添加量が多過ぎると窒化物が粗大化し、微細な炭化物を生じて析出硬化し、溶接熱影響部韌性が劣化する。さらに、0.01%以上のNbを添加した場合と同様に、部分的に粗大な結晶粒を生じて低温韌性を損なうためにその含有量の上限を0.030%とした。

## 【0033】

Alは、脱酸材として添加するとともに、組織の微細化の作用も有する。しかし、Al含有量が0.1%を越えると、酸化Al系の非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害し鋼材および溶接熱影響部韌性を劣化するため、その含有量の上限を0.1%とした。より好ましいAl量の上限は、0.07%であり、0.06%以下が最適である。なお、本発明鋼におけるSiおよびTiもAlと同様に脱酸作用を有するため、Al含有量は、SiおよびTiの含有量により調整するのが好ましい。Al含有量の下限は規定しないが、通常、0.005%以上を含有する。

## 【0034】

Nは、0.008%より多く添加すると、鋳片の表面疵が発生し、また固溶NおよびNb窒化物による溶接熱影響部韌性の劣化の原因となるため、その含有量の上限を0.008%とした。なお、より好ましいN量の上限は、0.006%である。N量は低いほど良いため下限を規定しないが、不純物として通常0.003%程度を含有している。

## 【0035】

本発明鋼は、以上説明した成分を基本成分として含有するが、さらに、強度および韌性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大を図るために、B、V、Cu、Cr、Ca、R

10

20

30

40

50

E M および M g のうちの 1 種または 2 種以上を以下の含有量で添加しても良い。

【0036】

B は、極微量の添加により鋼の焼入れ性を高めるため、本発明鋼の目的とするペイナイトおよび／またはマルテンサイト主体の組織を得るために、有効な元素である。また、B は、本発明鋼の M o の焼入れ性向上効果を顕著にすると共に、N b との共存によって相乗的に焼入れ性の向上効果を促進する。これらの効果はその含有量が 0.0003%未満では得られないため、B 含有量の下限を 0.0003%とした。一方、B を過剰に添加すると、 $\text{Fe}_2\text{C}$  (C, B)<sub>6</sub> 等の脆性粒子の形成を促進し、低温韌性を劣化させるだけでなく、B の焼入れ性向上効果を損なうので、その含有量の上限を 0.0030%とした。

【0037】

V は、N b とほぼ同様の作用を有し、単独で添加すると効果が N b と比較して弱いが N b との共存により、低温韌性および溶接熱影響部韌性を向上させる効果をさらに顕著なものとする。その効果は、V 含有量が 0.001%未満では不十分であるため、下限を 0.001%とすることが好ましい。一方、添加量が 0.3%よりも多過ぎると、溶接熱影響部韌性、特に 2 層以上の溶接を施した際の溶接熱影響部韌性を低下させ、また熱延加熱時の異常フェライト・オーステナイト変態に寄因する粗大な結晶粒を生じて低温韌性を低下させ、さらに現地溶接性が劣化するためにその含有量の上限を 0.3%とすることが好ましい。なお、より好ましい V 含有量の上限は、0.1%である。

【0038】

C u および C r は、母材および溶接熱影響部の強度を向上させる元素であり、その効果を得るために、それぞれ 0.01%以上含有させることが必要である。

一方、その含有量が多すぎると、溶接熱影響部韌性や現地溶接性を著しく劣化させるため、C u および C r の含有量の上限を 1.0%とした。

【0039】

C a および R E M は、M n S 等の鋼中の硫化物の形態を制御し、鋼の低温韌性を向上させる作用を有し、その効果を得るために C a および R E M の含有量の下限を 0.0001%とすることが好ましい。一方、C a 量が 0.01%、R E M が 0.02%を越えて添加すると CaO-CaS または REM-CaS が大量に生成して大型クラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害し、現地溶接性を劣化させるため、C a および R E M の含有量の上限をそれぞれ 0.01%および 0.02%とすることが好ましい。なお、より好ましい C a 含有量の上限は 0.006%である。

【0040】

なお、強度を 950 MPa 以上とする場合には、鋼中の S および O の含有量をそれぞれ 0.001%および 0.002%以下にさらに制限することが好ましい。さらに、硫化系混在物の形状制御に関するインデックスである E S S P (関係式: E S S P = (C a) [1 - 124 (O)] / 1.25 S) を 0.5 ~ 10.0 の範囲内とするのが好ましい。

【0041】

M g は、微細分散した酸化物を形成し、溶接熱影響部のオーステナイト粒の粗大化を抑制して低温韌性を向上させる作用を有し、その効果を得るために含有量の下限を 0.0001%とする。一方、0.006%を超えると粗大酸化物を生成し、低温韌性を劣化させるため、上限を 0.006%とした。

【0042】

以上の個々の添加元素の限定に加えて本発明では、優れた強度・低温韌性バランスを得るために焼き入れ性の指標である P 値を適正な範囲に制限する。P 値は B の有無によって異なり、B を含有しない鋼では、 $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5$ 、B 添加鋼では、 $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo$  である。P 値が B 無添加鋼では 1.9、B 添加鋼では 2.5 よりも小さいと、800 MPa 以上の引張強度が得られないと下限とする。また、P 値が 4.0 を超えると熱影響部韌性および現地溶接性が低下するため、上限とする。なお、B 無添加鋼では P 値の上限を 3.5 とすることが好ましい。

10

20

30

40

50

。すなわち、P値の適正な範囲を、B無添加鋼では $1.9 \leq P \leq 4.0$ 、好ましくは、 $1.9 \leq P \leq 3.5$ とし、B添加鋼では $2.5 \leq P \leq 4.0$ とした。

#### 【0043】

次にミクロ組織について説明する。

#### 【0044】

引張強度が $800\text{ MPa}$ 以上という高強度を達成し、かつ良好な低温靭性を確保するためには、鋼材のベイナイト、マルテンサイト、またはベイナイト・マルテンサイト主体組織の量をベイナイト・マルテンサイト分率で $90\sim100\%$ の範囲とする必要がある。なお、残部は残留オーステナイトであると考えられるが、光学顕微鏡では確認することが困難である。ここでベイナイト・マルテンサイト分率が $90\sim100\%$ であることは、以下の2つの条件を満たすことを意味する。まず、(1)光学顕微鏡写真、走査電子顕微鏡写真または過電子顕微鏡写真により、ポリゴナルフェライトが生成していないことを確認する。さらに(2)硬さによって以下のように定義する。 $100\%$ マルテンサイト硬さをC量から $H_V = 270 + 1300C$ によって算出する。ここでCは質量%で表されるC量である。この $100\%$ マルテンサイト硬さの $70\sim100\%$ の硬さを有していることが、ベイナイト・マルテンサイト分率が $90\sim100\%$ であると定義される。

また、ベイナイト・マルテンサイト分率が $90\sim100\%$ である場合、引張強度とC量は以下の式を満足する。ここでTSは得られた鋼の引張強度 [MPa]、CはC量 [質量%]である。

$$0.7(3720C + 869) < TS$$

#### 【0045】

ラインパイプ用鋼管のようにC断面方向での優れた低温靭性を得るために、冷却時においてオーステナイト相がフェライト相に変態する前のオーステナイト相、いわゆる旧オーステナイトの組織を最適化し、鋼材の最終組織を効果的に微細化する必要がある。このため旧オーステナイトを未再結晶オーステナイトとし、かつその平均粒径を $10\mu\text{m}$ 以下に限定した。これにより、極めて優れた強度・低温靭性バランスが得られる。ここで、旧オーステナイト粒径は、オーステナイト粒界と同様の作用をもつ変形帯や双晶境界も含めた結晶粒の粒径を意味する。旧オーステナイト粒径は、例えば、JIS G 0551に準拠して、光学顕微鏡写真を用いて鋼板厚さ方向に引いた直線の全長を、該直線上に存在する旧オーステナイト粒界の交点の数で除して求められる。旧オーステナイト粒径の平均値の下限は規定しないが、光学顕微鏡写真を用いた試験による検出限界は $1\mu\text{m}$ 程度である。なお、好ましい範囲は $3\sim5\mu\text{m}$ である。

#### 【0046】

本発明による低温靭性の優れた高強度鋼の製造に際しては、以下に述べるような条件で熱間圧延を行うことが望ましい。再加熱温度は铸片の組織がほぼオーステナイト単相となる温度範囲、すなわち、 $A_{c3}$ 点を下限とする。また、再加熱温度が $1300^\circ\text{C}$ を超えると結晶粒径が粗大化するため、 $1300^\circ\text{C}$ 以下とすることが好ましい。加熱後の圧延は、まず、再結晶圧延を行い、次いで、未再結晶圧延を行うことが好ましい。なお、再結晶温度は鋼成分によって変化するが、 $900\sim950^\circ\text{C}$ の範囲であるため、再結晶圧延の好ましい温度範囲は $900\sim1000^\circ\text{C}$ であり、未再結晶圧延の好ましい温度範囲は $750\sim880^\circ\text{C}$ である。さらに $1^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で $550^\circ\text{C}$ 以下の任意の温度まで冷却する。冷却速度の上限は特に規定しないが、好ましい範囲は $10\sim40^\circ\text{C}/\text{s}$ である。また、冷却終了温度の下限も特に規定しないが、好ましい範囲は $200\sim450^\circ\text{C}$ の範囲である。

#### 【0047】

以上説明した鋼成分、加熱条件および圧延条件で熱間圧延をすることにより低温靭性に優れた超高強度鋼板を得ることができるが、この熱延鋼板を、さらに管状に冷間成形後、突き合わせ部を2層以上のシーム溶接しても低温靭性および溶接熱影響部靭性に優れた超高強度钢管を製造することができる。すなわち、本発明によれば、2層以上の溶接を必要とする板厚を有する钢管の製造において、溶接条件を緩和することが可能になる。シーム溶

10

20

30

40

50

接にはアーク溶接、特にサブマージドアーク溶接を適用することが好ましい。また、本発明の高強度鋼管をラインパイプに適用する際、サイズは、通常、直径が450～1500mm、肉厚が10～40mm程度である。このようなサイズの钢管を効率良く製造する方法としては、鋼板をU形次いでO形に成形するUO工程で製管し、突き合せ部を仮付け溶接した後に、内外面からサブマージドアーク溶接を行い、その後、拡管して真円度を高める製造方法が好ましい。

サブマージドアーク溶接は、溶接金属の母材による希釈が大きい溶接であり、溶接金属の化学成分を所望の特性が得られる範囲内にするためには、母材による希釈を考慮した溶接材料の選択が必要である。一例として、Feを主成分とし、C:0.01～0.12%、Si:0.3%以下、Mn:1.2～2.4%、Ni:4.0～8.5%、Cr+Mo+V:3.0%～5.0%を含む溶接ワイヤーと焼成型または溶融型フラックスを使用して溶接できる。10

溶接条件、特に溶接入熱により母材による希釈率は変化し、一般に入熱が高くなると母材による希釈率は高くなる。しかし、速度が遅い条件では入熱を高くしても母材希釈率は高くならない。突合せ部の内面および外面の溶接をそれぞれ1パスとして、十分な溶け込みを確保するためには、入熱および溶接速度を以下の範囲とすることが好ましい。

入熱は、2.5kJ/mmよりも小さくすると溶け込みが少くなり、5.0kJ/mmよりも大きいと溶接熱影響部が軟化し、溶接熱影響部韌性が若干低下する。そのため、入熱を2.5～5.0kJ/mmとすることが好ましい。

溶接速度は、1m/分未満では、ラインパイプのシーム溶接としては、やや非効率であり、3m/分を超える溶接速度ではビード形状が安定し難い。したがって、溶接速度を、1～3m/分の範囲とすることが好ましい。20

シーム溶接後、拡管により真円度を向上させることができる。拡管率は、塑性変形させて真円度を向上させるために、0.7%以上とすることが好ましい。一方、拡管率が2%を超えると、母材、溶接部とも塑性変形により、韌性が若干低下する。したがって、拡管率は0.7～2%の範囲とすることが好ましい。なお、拡管率とは、拡管後円周から拡管前円周を減じて、拡管前円周で除した百分率である。

シーム溶接後、拡管前および/または拡管後にシーム溶接部を300℃以上に加熱すると、溶接熱影響部に生じた塊状のマルテンサイトとオーステナイトの混成物(MAという)をベイナイトとマルテンサイトを主体とする組織と硬質の微細なセメンタイトに分解することができるため、さらに溶接熱影響部韌性が向上する。一方、加熱温度が500℃を超えると、母材の軟化が生じる。したがって、加熱温度を300～500℃の範囲とすることが好ましい。時間の影響は大きくないが、2～60分程度であることが好ましい。さらに好ましい範囲は、5～50分程度である。また、加熱を拡管後に行うと、拡管時に溶接止端部に集中した加工歪みが回復し、溶接熱影響部韌性が向上する。30

なお、溶接熱影響部に生じたMAは、溶接熱影響部より試験片を切り出して鏡面研磨してエッティングし、走査型電子顕微鏡にて観察すると、全体が白い塊状のものである。このMAは、300～500℃に加熱すると、粒内に微細な析出物を有するベイナイトとマルテンサイトを主体とする組織とセメンタイトに分解し、MAとの判別が可能である。また、試験片を鏡面研磨後、レペラーエッティングまたはナイタールエッティングして、これを光学顕微鏡により観察した際にも、MAとベイナイト・マルテンサイト主体組織とセメンタイトに分解したMAとは、粒内の微細析出物の有無によって判別することができる。40

なお、シーム溶接部の加熱は、溶接金属と母材の溶接熱影響部に行うことが好ましい。溶接熱影響部は、溶接金属と母材の会合部から3mm程度の範囲であるので、少なくとも溶接金属および会合部から3mmまでの母材を含む範囲を加熱することが好ましい。しかし、このような狭い範囲を加熱することは技術的に難しいため、溶接金属および会合部から50mm程度の範囲に熱処理を施すこと現実的である。また、300～500℃に加熱することによる母材の特性が劣化するなどの不都合はない。シーム溶接部の加熱は、輻射型のガスバーナーや誘導加熱によって行うことができる。

## 【実施例】

## 【実施例 1】

次に、本発明の実施例について述べる。

## 【0049】

表1および表2（表1のつづき）の化学成分を含有する鋼を溶解して連続铸造し、厚みが240mmの铸片とした。この铸片を1100℃に再加熱後、900～1000℃の温度範囲で再結晶温度域圧延し、さらに750～880℃の温度範囲で未再結晶域圧延を行った後、水冷により420℃以下の温度まで5～50℃/sで冷却し板厚10～20mmの鋼板を製造した。

## 【0050】

旧オーステナイト粒径の平均値はJIS G 0551に準拠して直線交差線分法によって求めた。ペイナイト・マルテンサイト分率は、以下のようにして求めた。まず、JIS G 0551に準拠して光学顕微鏡組織を観察し、ポリゴナルフェライトが生成していないことを確認した。次にJIS Z 2244に準拠して荷重100gとしてビックアス硬さを測定し、これをHV<sub>BM</sub>とした。これと、HV = 270 + 1300Cによって計算される100%マルテンサイト硬さとの比α<sub>BM</sub>、すなわちHV<sub>BM</sub>/HV = α<sub>BM</sub>を求めた。ペイナイト・マルテンサイト分率はα<sub>BM</sub> = 0.7のときが90%であり、α<sub>BM</sub> = 1のときが100%であるという定義から、ペイナイト・マルテンサイト分率をF<sub>BM</sub>として、F<sub>BM</sub> = 100 × (1/3 × α<sub>BM</sub> + 2/3)により計算した。

## 【0051】

鋼板の圧延方向（以下、L方向）および圧延方向に直角な方向（以下、C方向）の降伏強さおよび引張強度はAPI全厚引張り試験によって評価した。シャルピー衝撃試験は、JIS Z 2202に準拠して、LおよびC方向長手の標準寸法のVノッチ試験片を採取し、JIS Z 2242に従って、-40℃でn数を3として行った。シャルピー吸収エネルギーは、n数3の平均値として評価した。また、-60～-40℃未満の範囲内でシャルピー衝撃試験をn数を3～30として行い、シャルピー吸収エネルギーが200J以上である確率（以下、低温韧性信頼度）を百分率で評価した。

## 【0052】

溶接熱影響部韧性は再現熱サイクル装置で入熱2.5kJ/mmの溶接を2回実施することに相当する熱処理を行って評価した。すなわち、1回目の熱処理を、加熱速度100℃/sで温度1400℃に加熱して1秒保持した後、500～800℃の温度範囲に冷却速度15℃/sで冷却するという条件で行い、これに加えて2回目の熱処理を、加熱速度、保持時間、冷却温度および冷却速度を1回目と同条件として、加熱温度1400℃または900℃という条件で行った。さらに、JIS Z 2202に準拠して標準寸法のVノッチ試験片を採取して、JIS Z 2242に従ってn数を3として-30℃でシャルピー衝撃試験を行い、シャルピー吸収エネルギーの平均値を評価した。

## 【0053】

結果を表3に示す。鋼A～Eは、成分含有量が本発明の範囲を満たした鋼であり、目標とした強度、低温韧性、溶接熱影響部韧性を満足する。一方、鋼FはC量が、鋼IはMn量が本発明の範囲よりも少ないため強度が低く、鋼GはC量が、鋼HはSi量が、鋼JはMn量が、鋼KはMo量が、本発明の範囲よりも多いため、低温韧性、低温韧性信頼度および溶接熱影響部韧性が低下している。鋼Lは本発明の成分よりもNb量が多く、-40℃におけるシャルピー吸収エネルギーは良好であるものの、低温韧性信頼度および溶接熱影響部韧性が低下している。鋼MはNb量が鋼Lよりもさらに多いため、低温韧性、低温韧性信頼度および溶接熱影響部韧性が低下している。鋼N、O、PおよびRは、Ti量、V量、Nb量およびS量が本発明の範囲よりも多いため、低温韧性、低温韧性信頼度および溶接熱影響部韧性が低下している。鋼QはAl量が本発明の範囲よりも多いため、溶接熱影響部韧性が低下している。

## 【0054】

## 【表1】

10

20

30

40

50

表1 鋼材の化学成分(質量%)、CeqおよびPcm

鋼	化学成分 (質量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	N
A	0.03	0.10	1.95	0.005	0.0005	0.50	0.30	0.005	0.008	0.015	0.0023
B	0.05	0.25	1.85	0.008	0.0006	0.90	0.45	0.007	0.005	0.020	0.0015
C	0.04	0.15	1.90	0.003	0.0008	2.00	0.20	0.010	0.010	0.008	0.0030
D	0.06	0.25	1.90	0.004	0.0003	1.80	0.40	0.003	0.009	0.010	0.0025
E	0.05	0.10	1.96	0.004	0.0010	1.00	0.10	0.010	0.005	0.020	0.0016
F	0.01	0.25	1.85	0.005	0.0010	1.20	0.35	0.004	0.011	0.015	0.0032
G	0.15	0.15	1.95	0.007	0.0006	0.60	0.26	0.007	0.011	0.012	0.0033
H	0.07	1.00	2.12	0.009	0.0018	0.30	0.48	0.009	0.011	0.023	0.0032
I	0.04	0.26	1.00	0.010	0.0026	0.50	0.52	0.002	0.009	0.015	0.0025
J	0.05	0.35	3.00	0.006	0.0003	0.32	0.42	0.001	0.005	0.026	0.0016
K	0.09	0.48	2.05	0.008	0.0005	0.85	1.00	0.005	0.010	0.023	0.0030
L	0.04	0.55	1.96	0.009	0.0016	0.13	0.26	0.050	0.010	0.015	0.0028
M	0.04	0.55	1.96	0.009	0.0016	0.13	0.26	0.150	0.010	0.015	0.0028
N	0.03	0.48	1.91	0.005	0.0006	0.45	0.32	0.003	0.035	0.010	0.0016
O	0.07	0.15	2.00	0.006	0.0007	0.50	0.23	0.002	0.012	0.030	0.0035
P	0.08	0.05	2.16	0.007	0.0009	0.16	0.51	0.005	0.015	0.026	0.0080
Q	0.05	0.16	1.79	0.009	0.0005	0.65	0.45	0.006	0.012	0.060	0.0035
R	0.04	0.20	1.95	0.007	0.0040	0.80	0.30	0.008	0.010	0.001	0.0030

成分の - は検出限界以下であることを意味する。

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/5 + (Mo + V + Cr)/5$$

$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + B * 5$$

$$P value = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + Mo - 0.5 \text{ (B free steel)}$$

$$P value = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + 2V + 1.5Mo \text{ (B containing steel)}$$

10

[ 0 0 5 5 ]

【表2】

表1 続き

化学成分 (質量%)							P-value	Ceq	Pcm
B	V	Cu	Cr	Ca	REM	Mg			
0.0010	0.060	0.30	0.30	-	-	-	3.24	0.540	0.200
-	-	0.50	0.60	0.0012	-	0.0010	3.15	0.662	0.251
0.0023	0.040	-	-	-	0.0008	-	3.35	0.538	0.202
-	0.050	0.30	0.30	-	-	-	3.35	0.667	0.255
0.0010	-	-	0.60	-	-	-	3.22	0.583	0.210
0.0010	0.030	0.30	0.30	-	-	0.0005	3.48	0.554	0.192
0.0008	-	0.23	0.50	-	-	-	3.58	0.682	0.320
-	0.040	0.16	0.50	-	0.0008	-	3.38	0.658	0.283
0.0008	0.030	0.65	0.32	-	-	-	2.83	0.457	0.197
0.0015	0.026	0.26	0.45	0.002	-	-	4.58	0.768	0.291
0.0016	-	0.32	0.26	-	-	-	4.72	0.762	0.326
0.0013	0.050	0.15	0.52	-	-	-	3.32	0.551	0.221
0.0013	0.050	0.15	0.52	-	-	-	3.32	0.551	0.221
0.0010	0.030	0.51	0.23	0.0023	-	0.0002	3.34	0.528	0.215
-	0.150	0.30	0.42	-	-	-	2.98	0.617	0.250
0.0026	0.040	0.23	0.26	-	0.0005	-	3.62	0.628	0.268
0.0023	-	0.32	0.59	0.0021	-	-	3.57	0.621	0.243
0.0008	0.050	0.30	0.30	-	-	-	3.42	0.568	0.217

30

[ 0 0 5 6 ]

【表3】

40

表3 評価結果

実施 No.	鋼	鋼材機械特性			信頼度 %	旧オーステナイト 平均粒径 $\mu\text{m}$	ベイナイト・ マルテンサイト分率 %	溶接熱影響部韌性 条件1 J	溶接熱影響部韌性 条件2 J
		YS MPa	TS MPa	vE-40 J					
1	A	890	1000	280	95	4.5	100	130	110
2	B	917	1030	230	93	5.1	100	125	105
3	C	872	980	290	96	4.2	100	162	142
4	D	904	1016	245	97	6.1	100	156	136
5	E	908	1020	225	94	4.6	100	166	146
6	F	703	790	210	86	7.5	81	140	130
7	G	1113	1250	56	75	4.6	100	65	45
8	H	966	1085	80	79	7.5	100	43	23
9	I	694	780	205	86	4.3	80	130	110
10	J	1077	1210	60	75	4.5	100	80	60
11	K	1028	1155	150	82	5.3	100	82	62
12	L	908	1020	205	84	6.2	100	75	55
13	M	1086	1220	80	80	4.3	100	45	25
14	N	890	1000	85	82	5.2	100	65	45
15	O	1041	1170	150	82	4.6	100	75	55
16	P	1050	1180	130	82	5.2	100	50	30
17	Q	908	1020	200	85	3.8	100	66	46
18	R	890	1000	80	80	3.2	100	45	25

vE-40は-40°Cにおいてn数3で測定したシャルピー吸収エネルギー。  
 溶接熱影響部韌性は-30°Cにおいてn数3で測定したシャルピー吸収エネルギー。  
 溶接熱影響部韌性的条件は再現熱サイクル試験の熱処理条件。  
 加熱速度100°C/s、保持時間1秒、冷却温度範囲500～800°C、冷却速度15°C/s  
 条件1:1回目、2回目ともに加熱時間1400°C  
 条件2:1回目の加熱温度1400°C、2回目の加熱時間900°C

[ 0 0 5 7 ]

〔実施例2〕

表1、表2のA～Eに示した化学成分を含有する板厚10～20mmの鋼板を、実施例1と同様の条件で製造した。その後、冷間成形、さらに内面の入熱が2.0～3.0kJ/mm、外面の入熱が2.0～3.0kJ/mmのサブマージドアーク溶接を行った後、拡管して外径700～920mmの钢管とした。実施例1と同様にして母材の旧オーステナイト粒径の平均値およびベイナイト・マルテンサイト分率を求めた。さらに、API全厚引張り試験によって引張り特性を評価した。低温韌性は、実施例1と同様にして、C方向長手のシャルピー衝撃試験片を採取し、吸収エネルギーの平均値および低温韌性信頼度と

して評価した。

熱影響部靭性は会合部あるいは、会合部から 1 mm 離れた位置にノッチを入れて -30 °C でのシャルピー衝撃試験を実施した。

【0058】

結果を表 4 に示す。いずれも母材の引張強度が 800 MPa 以上で、かつ母材の靭性については -40 °C でのシャルピー吸収エネルギーが 200 J 以上、低温靭性信頼度が 85 % 以上と極めて良好である。溶接熱影響部については -30 °C でのシャルピー吸収エネルギーが 100 J 以上であり、溶接熱影響部靭性も優れている。

【0059】

【表 4】

表4 評価結果

実施 No.	鋼	钢管機械特性			低温韧性 信頼度 %	旧オーステナイト 粒径 $\mu\text{m}$	ペイナイト・ マルテンサイト分率 %	溶接熱影響部韌性 ノック位置1 J	溶接熱影響部韌性 ノック位置2 J
		YS MPa	TS MPa	VE-40 J					
19	A	917	1030	260	90	4.5	100	205	175
20	B	935	1050	210	93	5.1	100	180	150
21	C	890	1000	270	94	4.2	100	162	132
22	D	922	1036	225	90	6.1	100	145	115
23	E	935	1050	215	86	4.6	100	148	118

溶接熱影響部のノック位置は、1は会合部、2は会合部より1mm

【0060】  
〔実施例3〕

実施例1と同様にして表1、表2のAに示した化学成分の鋼の鋳片を製造した後、表5に示す条件で熱間圧延を行い、冷却して板厚10～20mmの鋼板とした。実施例1と同様に旧オーステナイト粒径の平均値およびペイナイト・マルテンサイト分率を求め、API全厚引張り試験によって引張り特性を評価した。低温韧性は、実施例1と同様にして、C方向長手のシャルピー衝撃試験片を採取し、吸収エネルギーの平均値および低温韧性信頼

度として評価した。溶接熱影響部韌性は実施例1と同様にして再現熱サイクル試験を行った後、-30°Cでのシャルピー衝撃試験により評価した。

## 【0061】

結果を表6に示す。いずれも母材の引張強度が800 MPa以上で、かつ母材の韌性については-40°Cでのシャルピー吸収エネルギーが200 J以上、低温韌性信頼度が85%以上、かつ溶接熱影響部については-30°Cでのシャルピー吸収エネルギーが100 J以上の溶接熱影響部韌性に優れた超高強度鋼板が得られている。さらに、請求項6の範囲の条件で製造した27および28の鋼はそれ以外の条件で製造した24から26の鋼よりも優れた低温韌性信頼度を有している。

## 【0062】

【表5】

実施 No.	鋼	加熱温度 °C	熱延条件				
			再結晶圧延 開始温度 °C	終了温度 °C	開始温度 °C	終了温度 °C	停止温度 °C
24	A	1350	900	850	830	730	400
25	A	1100	980	930	850	810	600
26	A	1100	960	900	880	800	200
27	A	1150	970	930	850	790	350
28	A	1100	1000	950	870	780	400

## 【0063】

【表6】

表6 評価結果

実施 No.	鋼	鋼材機械特性			低温韧性 信頼度 %	旧オーステナイト 平均粒径 $\mu\text{m}$	マルテンサイト分率 %	シャルピー吸収エネルギー J	溶接熱影響部韌性 条件1 J	溶接熱影響部韌性 条件2 J
		YS MPa	TS MPa	vE-40 J						
24	A	872	980	210	85	5.1	100	205	175	
25	A	792	890	205	88	4.5	93	210	180	
26	A	757	850	210	87	4.8	91	202	172	
27	A	890	1000	260	95	3.5	100	223	193	
28	A	872	980	250	96	4.2	100	215	185	

vE-40は-40°Cにおいてn数3で測定したシャルピー吸収エネルギー

溶接熱影響部韌性は-30°Cにおいてn数3で測定したシャルピー吸収エネルギー

溶接熱影響部韌性の条件は再現熱サイクル試験の熱処理条件

加熱速度100°C/s、保持時間1秒、冷却温度範囲300～800°C、冷却速度15°C/s

条件1:1回目、2回目ともに加熱時間1400°C

条件2:1回目の加熱温度1400°C、2回目の加熱時間900°C

## 〔実施例4〕

表7の化学成分を含有する鋼を溶解して連続铸造し、铸片とした。この铸片を1100°Cに再加熱後、900～1000°Cの温度範囲で再結晶温度域圧延し、さらに750～880°Cの温度範囲で未再結晶域で圧下比が5の圧延を行った後、水冷して420°C以下の温度まで5～50°C/sで冷却し、板厚16mmの钢板を製造した。旧オーステナイト粒径の平均値はJIS G 0551に準拠して直線交差線分法によって求めた。

钢板のC方向の降伏強さおよび引張強度はAPI全厚引張り試験によって評価した。シャルピー衝撃試験はC方向長手のJIS Z 2202に準拠した標準寸法のVノッチ試験片を採取してJIS Z 2242に従って行い、-40°Cでのシャルピー吸収エネルギーをn数を3として調査した。溶接熱影響部韌性は、実施例1と同様にして評価した。ま

た、2回の熱処理を行った後、さらに、350℃に加熱して5分間保持し、突合せ溶接部の加熱をシミュレートした。

また、引張強度とC量から、 $TS / 0.7 (3720C + 869)$ を算出した。ベイナイト・マルテンサイト分率が90～100%である場合、次式の関係を満たす。ここでTSは得られた鋼の引張強度 [MPa]、CはC量 [質量%] である。

$$TS / (3720C + 869) > 0.7$$

表8において、鋼AA～AF、AH、AJ、AK、AP～ARは、成分含有量が本発明の範囲を満たした鋼であり、目標とした強度、低温靭性、溶接熱影響部靭性を満足する。一方、鋼AGはC量が本発明の範囲よりも多いため、母材の低温靭性および溶接熱影響部靭性が低下している。また、鋼AIは、Mn量が、本発明鋼の範囲よりも少ないため、ミクロ組織がベイナイトおよびマルテンサイト主体の組織とならず、強度および低温靭性が低下している。鋼ALおよび鋼AMはNb量が、鋼ANはTiが、本発明の範囲よりも多いため、部分的に粗大な結晶粒を生じ、母材のシャルピー吸収エネルギーが低下した試験片が見られ、また溶接熱影響部靭性が低下している。鋼AOは、P値が本発明の範囲よりも小さいため、引張強度が低下している。

【表7】

表7 鋼材の化学成分(質量%)

鋼 種	化学成分 (質量%)														P-value			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Al	N	B	V	Cu	Cr	Ca	REM	Mg	
AA	0.03	0.10	1.95	0.005	0.0005	0.50	0.30	0.005	0.009	0.015	0.0023	0.0011	0.0050	0.30	0.30	-	-	3.24
AB	0.05	0.25	1.85	0.008	0.0006	0.90	0.45	0.007	0.005	0.020	0.0015	-	-	0.50	0.60	0.0012	-	3.15
AC	0.04	0.15	1.90	0.003	0.0008	1.91	0.20	0.004	0.012	0.008	0.0030	0.0017	-	-	-	-	-	3.23
AD	0.06	0.25	1.90	0.004	0.0003	1.80	0.40	0.003	0.009	0.010	0.0025	-	0.050	0.30	0.30	-	-	3.35
AE	0.05	0.10	1.96	0.004	0.0010	1.00	0.10	0.010	0.007	0.020	0.0016	0.0010	-	-	0.60	-	-	-
AF	0.02	0.25	1.85	0.005	0.0010	1.20	0.35	0.004	0.011	0.015	0.0032	0.0013	0.030	0.30	0.30	-	-	3.22
AG	0.15	0.15	1.60	0.007	0.0006	0.60	0.26	0.007	0.014	0.012	0.0033	0.0008	-	0.00	0.00	-	-	3.50
AH	0.07	0.54	2.12	0.009	0.0018	0.30	0.48	0.009	0.014	0.023	0.0032	-	0.040	0.16	0.50	-	-	2.73
AI	0.04	0.26	1.00	0.010	0.0026	0.50	0.52	0.002	0.009	0.015	0.0025	0.0008	0.030	0.65	0.32	-	-	3.19
AJ	0.05	0.35	2.20	0.006	0.0003	0.32	0.42	0.001	0.005	0.026	0.0016	0.0015	0.026	0.26	0.45	0.002	-	-
AK	0.09	0.48	2.05	0.008	0.0005	0.85	0.64	0.005	0.013	0.023	0.0030	0.0000	-	0.00	0.00	-	-	3.78
AL	0.04	0.55	1.96	0.009	0.0016	0.13	0.26	0.042	0.012	0.015	0.0028	0.0013	0.050	0.15	0.52	-	-	3.83
AM	0.04	0.55	1.96	0.009	0.0016	0.13	0.26	0.079	0.014	0.015	0.0028	0.0013	0.050	0.15	0.52	-	-	3.32
AN	0.03	0.48	1.91	0.005	0.0006	0.45	0.32	0.003	0.064	0.010	0.0016	0.0010	0.030	0.51	0.23	0.0023	0.0002	3.34
AO	0.04	0.15	1.60	0.006	0.0007	0.10	0.23	0.002	0.012	0.030	0.0035	-	0.00	0.30	0.00	-	-	1.68
AP	0.08	0.05	2.20	0.007	0.0009	0.16	0.51	0.005	0.015	0.026	0.0025	0.0000	0.240	0.00	0.00	-	0.0005	3.75
AO	0.04	0.16	1.79	0.009	0.0005	0.65	0.72	0.006	0.013	0.062	0.0035	0.0016	-	0.00	0.00	0.0021	-	3.33
AR	0.04	0.20	1.95	0.007	0.0012	0.80	0.30	0.008	0.012	0.001	0.0030	0.0008	0.000	0.00	0.00	-	-	2.95

成分の「-」は検出限界以下であることを意味する。

P-value=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+2V+Mo-0.5 (B free steel)

P-value=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+2V+1.5Mo (B containing steel)

【表8】

表8 試験条件および評価結果

実施 No.	鋼	鋼の機械的性質			旧オーステナイト 平均粒径 $\mu\text{m}$	TS/(3720[C]+869)	溶接熱影響部韌性		
		TS MPa	J	vE-40 J			条件1 J	条件2 J	条件3 J
29	AA	930	280	276	281	4.5	0.948	134	110
30	AB	946	230	241	208	5.1	0.897	133	105
31	AC	980	290	277	281	4.2	0.963	156	142
32	AD	1016	221	205	198	6.1	0.930	153	136
33	AE	1020	225	204	212	4.6	0.967	165	146
34	AF	830	233	245	242	7.5	0.880	141	130
35	AG	1202	96	102	111	4.6	0.842	51	23
36	AH	1021	211	203	199	7.5	0.904	117	101
37	AI	698	164	157	123	4.3	0.686	87	110
38	AJ	1012	214	222	231	4.5	0.959	122	102
39	AK	1155	203	201	203	5.3	0.959	124	103
40	AL	987	242	64	202	6.2	0.970	87	55
41	AM	998	228	76	102	4.3	0.981	67	25
42	AN	931	85	243	221	5.2	0.949	65	45
43	AO	724	156	143	161	4.6	0.711	69	55
44	AP	977	201	210	206	5.2	0.837	128	102
45	AQ	994	248	223	254	3.8	0.977	134	134
46	AR	961	222	218	218	3.2	0.944	108	121

vE-40は-40°CにおいてvE-3で測定したシャルピー吸収エネルギー。  
溶接熱影響部韌性は-30°CにおいてvE-3で測定したシャルピー吸収エネルギー。

溶接熱影響部韌性の条件は再現熱サイクル試験の熱処理条件  
加熱速度100°C/s、保持時間1秒、冷却温度範囲500～800°C、冷却速度15°C/s

条件1:1回目の加熱温度1400°C、2回目の加熱時間1400°C

条件2:1回目の加熱温度1400°C、2回目の加熱時間1400°C、350°Cに加熱し、5分間保持

条件3:1回目の加熱温度1400°C、2回目の加熱時間900°C、350°Cに加熱し、5分間保持

条件4:1回目の加熱温度1400°C、2回目の加熱時間900°C、350°Cに加熱し、5分間保持

### (実施例5)

表7に示したAA～AEの化学成分を含有する鋼板を、実施例4と同様にして製造し、UO工程で製管し、内面の入熱が2.0～3.0kJ/mm、外面の入熱が2.0～3.0kJ/mmのサブマージドアーク溶接を行った。その後、一部の鋼管は、シーム溶接部を誘導加熱により350°Cに加熱して5分間保持した後、室温に冷却して拡管し、一部の鋼管はシーム溶接部を加熱せずに拡管した。

それらの鋼管の母材の機械的性質を調査するため、実施例4と同様に、API全厚引張り

試験およびC方向長手のシャルピー衝撃試験を-40℃で行った。シャルピー吸収エネルギーは、n数を3として測定し、その平均値として求めた。さらに、溶接熱影響部韌性は会合部あるいは、会合部から1mm離れた位置にノッチを入れて-30℃でのシャルピー衝撃試験を、n数を3として行い、シャルピー吸収エネルギーの平均値を求めた。

結果を表9に示すが、表9において、溶接熱影響部韌性の溶接ままは、シーム溶接部を加熱せずに拡管した鋼管の溶接熱影響部韌性であり、熱処理はシーム溶接部を誘導加熱して拡管した鋼管の溶接熱影響部韌性である。鋼AA～AEは、いずれも母材の引張強度が900MPa以上で、かつ母材の韌性は-40℃でのシャルピー吸収エネルギーが200J以上、溶接熱影響部の韌性は-30℃でのシャルピー吸収エネルギーが100J以上であり、母材の低温韌性および溶接熱影響部韌性に優れた高強度鋼管が得られている。

【表9】

表9 試験条件および評価結果

実施 No.	鋼	鋼管機械特性				TS/(3720[C]+869)	溶接熱影響部韌性			
		YS MPa		TS MPa			ノッチ位置 J		ノッチ位置1 ノッチ位置2 J	
		YS MPa	TS MPa	V-E-40 J	TS MPa	V-E-40 J	ノッチ位置 J	ノッチ位置 J	ノッチ位置 J	ノッチ位置 J
47	AA	867	963	278	4.5	0.948	178	165	205	184
48	AB	904	972	228	5.1	0.897	180	150	181	178
49	AC	940	1001	282	4.2	0.963	162	132	175	169
50	AD	963	1036	207	6.1	0.93	145	115	169	168
51	AE	988	1040	217	4.6	0.967	148	118	165	169

溶接熱影響部のノッチ位置は、1は会合部、2は会合部より1mm

【0064】

## 【発明の効果】

本発明は引張強度が800 MPa以上で、2層以上の溶接を施した際の溶接熱影響部韌性が優れ、-40°C以下の温度範囲における母材のシャルピー吸収エネルギーのばらつきが小さく、平均値が200 J以上の優れた低温韌性を有し、さらには現地溶接性に優れた超高強度鋼板および钢管を製造することが可能となる。よって、過酷な環境において使用される天然ガス・原油輸送用のラインパイプ、揚水用鋼板、圧力容器、溶接構造物などに適

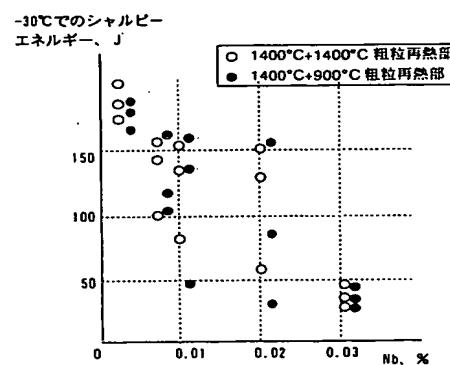
用することが可能となる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】粗粒再熱部の韌性に及ぼすNb量の影響を示す図。

【図 1】

図 1 粗粒再熱部の韌性に及ぼすNb量の影響を示す図



---

フロントページの続き

(51) Int. Cl. <sup>7</sup>	F I	テーマコード (参考)
C 22 C 38/14	C 22 C 38/14	
C 22 C 38/58	C 22 C 38/58	
// B 23 K 101:06	B 23 K 101:06	

## (72) 発明者 原 卓也

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

F ターム(参考) 4E001 BB05 CA02 CC03 DF02 DG04  
4E081 AA08 BA05 BA19 CA05 DA31 DA38 DA84 FA03 YB08 YL07  
YX02  
4K032 AA01 AA04 AA08 AA11 AA14 AA16 AA17 AA19 AA21 AA22  
AA23 AA27 AA29 AA31 AA35 AA36 AA40 BA01 CA02 CC03  
CD02 CD03 CD06